

明 細 書

高強度電磁鋼板およびその加工部品とそれらの製造方法

技術分野

本発明は、電磁鋼板にCuを含有させ適切な工程処理を施すことにより微細なCu金属相を存在させ、磁気特性を維持しつつ高強度な電磁鋼板、特に無方向性電磁鋼板を提供するものである。本発明により得られる電磁鋼板は、強度を要する高速回転機や、耐摩耗性を要する電磁開閉器等への使用に好適である。

背景技術

従来、回転機器に要求されていた回転数は、高々10万rpm程度であり、ローター（回転子）用材料には積層された電磁鋼板が用いられてきた。最近、20～30万rpmもの超高速回転が要求されるようになり、ローターに加わる遠心力が、電磁鋼板の強度を上回る可能性が出てきた。さらにローターに磁石を組み込む構造のモーターも多くなっており、ローターの回転中にローター材料自身に加わる荷重は大きなものとなっており、疲労強度の面でも材料の強さが問題となることが多い。

また、電磁開閉器はその用途上、使用するにつれて接触面が摩耗するため、電磁特性だけでなく耐摩耗性の優れた磁性材料が望まれる。

このようなニーズに対応して、最近では強度が高い無方向性電磁鋼板について検討され、いくつか提案されている。例えば、特開平1-162748号公報や特開昭61-84360号公報では、Si含有量を高め、さらにMn, Ni, Mo, Crなどの固溶体強化

成分の1種または2種以上を含有させたスラブを素材とすることが提案されているが、圧延時に板破断の発生が頻発する恐れがあり、生産性の低下、歩留りの低下をもたらすなど改善の余地があり、しかもNiやMo, Crを多量に含有しているために極めて高価な材料となる。

さらに、特開昭61-87848号公報では、2.5%以上のSiを含有する溶鋼から、急冷凝固法により高強度無方向性電磁鋼板を製造することを開示している。また、特開平8-41601号公報では、2.5%以上の高Si鋼を2.0%以下の低Si鋼で包むことにより圧延性の改善を図ることを開示している。これらの提案は何れもプロセスが特殊であるために、通常の電磁鋼板の製造設備では製造できず、工業的に生産することが難しいと考えられる。

以上のような固溶元素による強化を活用するものでは、磁気特性の面からは本質的に飽和磁束密度が低下してしまうため製品板の磁束密度も低くならざるを得ない。また、結晶組織の面からも本質的に組織を微細化してしまうため、高強度化の点では好ましい反面、鉄損が上昇してしまうという問題がある。

また、材料の強度を高めるには析出物を活用することも考えられるが、析出物も析出物自身の影響や結晶組織の微細化を介して磁束密度や鉄損の観点からは磁気特性を劣化させてしまう。このように、高強度電磁鋼板では本来必要とされるはずの磁気特性が顕著に劣化してしまうことが本質的な問題となっている。

特に、結晶組織の微細化や析出物により強化した材料では、モーターなどの電気部材として加工する際に鋼板に導入される加工歪を除去するための歪取り焼鈍(SRA)工程で、その高温保持中に起きる結晶組織の粗大化や、析出物の粗大化を避けることができず、強度の低下が起きてしまう。また、高強度材の使用は電気部材への

加工時、特に剪断工程において金型の磨耗を早めることにもなるため、電気部材の製造コストを上昇させる要因にもなる。

発明の開示

このように、高強度の電磁鋼板について多くの提案がなされているが、必要な磁気特性を確保しつつ、通常の電磁鋼板製造設備を用いて、工業的に安定して製造するまでに到っていないというのが実情である。また、電気部材への加工後に行なわれる歪取り焼鈍工程での軟質化や、電気部材への加工時の金型の磨耗などの残された課題も多い。

本発明は、高強度で、耐摩耗性を有するとともに、磁束密度や鉄損が優れた磁気特性を兼ね備えた高強度電磁鋼板を、冷間圧延性など通常の製造工程を通常の電磁鋼板と大きく変えることなく、安定して製造することを目的とする。

また同様に、電気部材の打ち抜き等の加工が完了するまでは比較的軟質で、電気部材への加工後の熱処理により硬質化し、電気部材として使用する際には高強度および耐摩耗性などの特性をもつとともに、良好な磁気特性を兼ね備えた電磁鋼板を製造することを目的とする。

本発明は上記課題を解決するためになされたものであり、Cuを含有させて適切な熱処理を電磁鋼板に施すことにより、微細なCuからなる金属相を含有させ、従来の高強度電磁鋼板に伴なう磁気特性あるいは製造のしやすさの劣化を招くことなく、高強度、高耐摩耗性の電磁鋼板を得るものである。その要旨は以下のとおりである。

(1) 質量%で、C:0.06%以下、Si:0.2~6.5%、Mn:0.05~3.0%、P:0.30%以下、SまたはSe

：0.040%以下、Al：2.50%以下、Cu：0.6~8.0%、Nb：0.0400%以下を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、かつ、鋼材内部に直径0.1μm以下のCuからなる金属相を含有することを特徴とする高強度電磁鋼板およびその加工部品。

(2) 質量%で、さらに、Nb：8%以下、Ti：1.0%以下、B：0.010%以下、Ni：5%以下、Cr：15.0%以下の1種または2種以上を含有することを特徴とする(1)に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。

(3) 質量%で、さらに、Bi, Mo, W, Sn, Sb, Mg, Ca, Ce, La, Coの1種または2種以上を合計で0.5%以下含有することを特徴とする(1)または(2)記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。

(4) 前記鋼材内部に存在するCuからなる金属相の数密度が20個/μm³以上である(1)~(3)のいずれかの項に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。

(5) 前記鋼板の結晶粒の平均直径が30~300μmである(1)~(4)のいずれかの項に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。

(6) 鋼板内部に加工組織が残存する(1)~(5)のいずれかの項に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。

(7) 鋼板がNbの炭化物または窒化物を含有することを特徴とする(1)~(6)のいずれかの項に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。

(8) (1)~(7)のいずれかの項に記載の電磁鋼板およびその加工部品を製造する過程において、300°C~720°Cの温度域で5秒以上保持する熱処理を行うことを特徴とする高強度電磁鋼板

およびその加工部品の製造方法。

(9) 前記熱処理として、最終熱処理工程の750°C以上の温度域からの冷却過程において300°C～720°Cの温度域で5秒以上保持することを特徴とする(8)記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品の製造方法。

(10) (8)または(9)記載の熱処理の後、800°Cを超える温度域に20秒以上保持しないことを特徴とする高強度電磁鋼板およびその加工部品の製造方法。

(11) 形状加工後に熱処理を行うことにより、該加工部品に存在する主としてCuからなる金属相の数密度が20個/ μm^3 以上であることを特徴とする(1)～(7)のいずれかの項に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。

(12) 形状加工後に熱処理を行うことにより、該加工部品内部に存在する主としてCuからなる金属相の平均直径が0.1 μm 以下であることを特徴とする(1)～(7)および(11)のいずれかの項に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。

(13) 形状加工後に熱処理を行うことにより、該加工部品の結晶粒の平均直径が3～300 μm となる、ことを特徴とする(1)～(7)および(11)～(12)のいずれかの項に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。

(14) 形状加工後に熱処理を行うことにより、該加工部品内部の直径0.1 μm 以下の主としてCuからなる金属相の数密度が10倍以上に増加する、ことを特徴とする(1)～(7)および(11)～(13)のいずれかの項に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。

(15) 形状加工後に熱処理を行うことにより、該加工部品の引張強度が30MPa以上上昇する、ことを特徴とする(1)～(7)

および（11）～（14）のいずれかの項に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。

（16）形状加工後の熱処理を行うことにより、該加工部品の硬度が1.1倍以上に増加する、ことを特徴とする（1）～（7）および（11）～（15）のいずれかの項に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。

（17）（11）～（16）のいずれかの項に記載の電磁鋼板を製造する過程において、冷延前の熱延工程で仕上圧延後の750°C以上の温度域からの冷却過程において450°C～700°Cの温度域での滞留時間を300秒以下とし、その後750°Cを超える温度域に保持することなく冷延することにより、形状加工前は軟質で、形状加工後の熱処理により硬質化することを特徴とする高強度電磁鋼板の製造方法。

（18）熱延、冷延の後の最終熱処理工程で750°C以上に保持し、その後750°C以上の温度域からの冷却過程において450°C～700°Cの温度域での滞留時間を60秒以下とし、その後750°Cを超える温度域に保持しないことにより、形状加工前は軟質で、形状加工後の熱処理により硬質化することを特徴とする、（17）記載の高強度電磁鋼板の製造方法。

（19）（1）～（7）、（11）～（16）のいずれかに記載の電磁鋼板を、もしくは（17）、（18）のいずれかに記載の方法により製造された電磁鋼板を形状加工後、300°C～720°Cの温度域で5秒以上保持し、その後700°Cを超える温度域に20秒以上保持しない工程を経て加工部品とすることを特徴とする高強度電磁鋼板およびその加工部品の製造方法。

（20）前記熱処理方法として、鋼板の電気部品への加工後の熱処理における熱処理温度から700°Cまでの冷却過程の平均冷却速

度を10°C／秒以上とし、300°C～720°Cの温度域で5秒以上保持し、その後700°Cを超える温度域に20秒以上保持しない工程を経ることを特徴とする（19）記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品の製造方法。

図面の簡単な説明

図1は、本発明鋼板のSi含有量と引張り強度の関係を示す概念図。

図2は、本発明鋼板の引張り強度と鉄損の関係を示す概念図。

発明を実施するための最良の実施形態

先ず、本発明による高強度電磁鋼板の成分組成について説明する。

Cは磁気特性を劣化させるので0.06%以下とする。高強度化、特に降伏応力の上昇や温間強度、クリープ強度の向上、温間での疲労特性を向上させる観点からは有効な元素である。また集合組織改善に有効に働き、磁性にとって好ましくない{111}方位の発達を抑制し、好ましい{110}や{100}、{114}等の方位の発達を促進する効果もある。この観点からは好ましくは0.04%以下、さらに好ましくは0.0031～0.0301%、さらに好ましくは0.0051～0.0221%、さらに好ましくは0.0071～0.0181%、さらに好ましくは0.0081～0.0151%である。本発明範囲内であれば緩冷却、低温保持等の熱履歴等により磁気時効もそれほど大きな問題とはならない程度に抑制することも可能である。

一方、特に磁気時効に対する要求が非常に厳しい場合は、スラブの段階までは脱酸効率の観点からより高いCを含有させておき、コ

イルとした後の脱炭焼鈍により 0.0040% 以下まで C を減じることも可能である。この場合において、製造コストの観点からは溶鋼段階で脱ガス設備により C 量を低減しておくことが有利で、0.0020% 以下とすれば磁気時効抑制の効果が著しく、高強度化のために炭化物等の非金属析出物を用いない場合は 0.0015% 以下とすることがさらに好ましく、0.0010% 以下がさらに好ましい。

Si は鋼の固有抵抗を高めて渦電流を減らし、鉄損を低下せしめるとともに、抗張力を高めるが、添加量が 0.2% 未満ではその効果が小さい。Si 含有量を増大させれば磁気特性を劣化させず、特に鉄損を低減しつつ強度を高めることが可能であるため、好ましくは 1.0% 以上、さらに好ましくは 2.0% 以上 Si を含有する鋼を対象とする。また 6.5% を超えると鋼を脆化させ、さらに製品の磁束密度を低下させるため 6.5% 以下、好ましくは 3.5% 以下とする。脆化の懸念をさらに小さくするには 3.2% 以下が好ましく、2.8% 以下であれば他の元素量との兼ね合いもあるが脆化に関してはほとんど考慮する必要がなくなる。

Mn は鋼の強度を高めるため積極的に添加してもよいが、高強度化の主たる手段として微細金属相を活用する本発明鋼ではこの目的のためには特に必要としない。固有抵抗を高めまたは硫化物を粗大化させ結晶粒成長を促進することで鉄損を低減させる目的で添加するが過剰な添加は磁束密度を低下させるので、0.05~3.0% とする。好ましくは 0.5%~1.2% である。

P は抗張力を高める効果の著しい元素であるが、上記の Mn と同様、本発明鋼ではあえて添加する必要はない。0.30% を超えると脆化が激しく、工業的規模での熱延、冷延等の処理が困難になるため、上限を 0.30% とする。

Sは本発明鋼で必須の元素であるCuと結合し易くCu硫化物を形成し本発明で重要なCuを主体とする金属相の形成挙動に影響を及ぼし強化効率を低下させる場合があるので多量に含有させる場合には注意が必要である。また熱処理条件によっては微細なCu硫化物を積極的に形成させ、高強度化を促進させることも可能である。生成された硫化物は磁気特性、特に鉄損を劣化させる場合があり、特に無方向性電磁鋼板の場合、Sの含有量は低いことが好ましく、0.040%以下と限定する。好ましくは0.020%以下、さらに好ましくは0.010%以下である。SeもSとほぼ同様な効果がある。

Alは通常、脱酸剤として添加されるが、Alの添加を抑えSiにより脱酸を図ることも可能である。特に無方向性電磁鋼板の場合、Al量が0.005%程度以下のSi脱酸鋼ではAlNが生成しないため鉄損を低減する効果もある。逆に積極的に添加しAlNの粗大化を促進するとともに固有抵抗増加により鉄損を低減させることもできるが、2.50%を超えると脆化が問題になるため、2.50%以下とする。

Cuは本発明では必須の元素である。鋼板中にCuを主体とする金属相を形成させ磁気特性に悪影響を及ぼさない範囲で高強度化を図るための範囲として0.6~8.0%に限定する。さらに好ましくは0.8~6.0%である。Cuの含有量が低いと高強度化効果が小さくなるとともに高強度化効果を得るために熱処理条件が狭い範囲に限定され、製造条件の管理、生産調整の自由度が小さくなる。また、Cuの含有量が高いと磁気特性への影響が大きくなり特に鉄損の上昇が著しくなるばかりでなく、熱延時の鋼板の割れ、疵がひどくなる懸念もある。

特に鋼への固溶限を超えた分のCuは固溶Cuとして高強度化に

寄与するものの本発明での主目的であるCu金属相に比較して効率が悪くなる。また、過剰なCuは熱履歴によっては望まない工程において鋼中に金属相を形成し、例えば、熱延中などに高温で比較的粗大なCu金属相を形成するため、その後の微細な金属相の形成に好ましくない働きをしたり、磁気特性に悪影響を及ぼす場合もある。特に好ましい範囲は1.0～5.0%である。さらに好ましくは1.5～4.0%、さらに好ましくは2.0～3.5%である。

NはCと同様に磁気特性を劣化させるので0.0400%以下とする。Alが0.005%程度以下のSi脱酸鋼ではCと同様に高強度化、特に降伏応力の上昇や温度強度、クリープ強度の向上、温間での疲労特性を向上させる他に、集合組織改善の観点から有効な元素である。この観点からは好ましくは0.0031～0.0301%、さらに好ましくは0.0051～0.0221%、さらに好ましくは0.0071～0.0181%、さらに好ましくは0.0081～0.0151%である。ただし、Alが0.010%程度以上の場合に多量のNを含有させると微細なAlNを形成し磁気特性を顕著に劣化させるため避けなくてはならない。Al脱酸鋼においては0.0040%以下とすべきで、窒化物による強度上昇を期待しない本発明鋼では低いほど好ましく、0.0027%以下とすれば磁気時効やAl含有鋼でのAlNによる特性劣化の抑制効果は顕著で、さらに好ましくは0.0022%、さらに好ましくは0.0015%以下とする。

これまでの高強度電磁鋼板で高強度化のために利用されている殆どの元素は添加コストが問題視されるだけではなく磁気特性に少なからず悪影響を及ぼすため、本発明では高強度化の目的のためにあえて添加する必要はない。あえて強化元素として添加する場合にはコスト上昇と磁気特性劣化との兼ね合いからNb, Ti, B, Ni

, Cr の 1 種または 2 種以上を添加するが、その添加量は、Nb : 8 % 以下、好ましくは 0.02 % 以下、Ti : 1.0 % 以下、好ましくは 0.010 % 以下、B : 0.010 % 以下、Ni : 5.0 % 以下、Cr : 15 % 以下、好ましくは 10.0 % 以下程度とする。

特に、Ni は本発明鋼で必須元素である Cu による熱延時の表面荒れ (Cu ヘゲ) の防止に有効であることが知られており、この目的を兼ねて積極的に添加することもできる。B は結晶粒界に偏折し、P の粒界偏折による脆化を抑制する効果があるが、本発明鋼では従来の固溶強化主体の高強度電磁鋼板のように脆化が特に問題とはならないことからこの目的での添加は重要ではない。むしろ固溶 B による集合組織への影響により磁束密度を向上させる目的で添加する。0.010 % を超えると著しく脆化するため、上限を 0.010 % とする。

Nb および Ti は鋼板中で炭化物、窒化物または硫化物等の微細な析出物を形成し、高強度化に有効な元素ではあるが同時に磁気特性、特に鉄損を顕著に劣化させる。高強度化の主たる手段として微細な炭、窒化物等を利用しない本発明鋼ではむしろ有害な元素となる。このため上限を Nb は 8 % 以下、好ましくは 0.02 % 以下、Ti は 1.0 % 以下、好ましくは 0.010 % とする。両者とも、さらに好ましくは 0.0050 % 以下、さらに好ましくは 0.0030 % 以下で、良好な鉄損を得ることが可能となる。

Ni は本発明鋼で必須元素である Cu による熱延時の表面荒れ (Cu ヘゲ) の防止に有効であることが知られており、この目的を兼ねて積極的に添加することもできる。また、磁気特性への悪影響が比較的小さく、かつ高強度化にも効果が認められるため高強度電磁鋼板では使用されることが多い元素である。Cu ヘゲの防止を目的とする場合、Cu 量の 1/8 から 1/2 程度を目安として添加する

。さらに、本発明鋼のようにCu金属相を活用し高強度化した鋼板では、Niを複合して含有させることにより、金属Cu相の分散が、磁気特性の劣化抑止および高強度化にとって非常に好ましいものとなる。この原因は明確ではないが、金属Cu相中へのNiの固溶等による影響や、何らかのNi, Cuと関連した金属相の形成が予想される。また、耐食性の向上にも有効であるが、添加コストや磁気特性への悪影響を考え上限を5%、さらには2.5%とすることが好ましい。

Crは耐食性の向上や、高周波域での磁気特性向上のため添加される元素であるが、やはり添加コストや磁気特性への悪影響を考え上限を15%、特に10.0%とすることが好ましい。

また、その他の微量元素については、鉱石やスクラップなどから不可避的に含まれる程度の量に加え、様々な目的で添加しても本発明の効果は何ら損なわれるものではない。これらの微量元素についての不可避的な含有量は通常、各元素とも0.005%以下程度であるが、様々な目的で0.01%程度以上に添加することが可能である。この場合もコストや磁気特性の兼ね合いからBi, Mo, W, Sn, Sb, Mg, Ca, Ce, La, Co、その他希土類元素の1種または2種以上を合計で0.5%以下含有することができる。

前記成分を含む鋼は、通常の電磁鋼板と同様に転炉で溶製され、連続铸造でスラブとされ、ついで熱間圧延、熱延板焼鈍、冷間圧延、仕上焼鈍などの工程で製造される。これらの工程に加え絶縁皮膜の形成や脱炭工程などを経ることも本発明の効果を何ら損なうものではない。また、通常の工程ではなく急冷凝固法による薄帯の製造や熱延工程を省略する薄スラブ、連続铸造法などの工程によって製造しても問題ない。

本発明で特徴的な特異な金属相を鋼板内に形成するには以下のよ
うな熱履歴を経ることが効果的である。それは、製品板を製造する
過程において、300°C～720°Cの温度域で5秒以上保持するこ
とにある。温度範囲は好ましくは300～650°C、さらに好まし
くは350～600°C、さらに好ましくは400～550°C、さら
に好ましくは420～500°Cである。保持時間は保持温度との兼
ね合いがあり、低温ほど長時間保持することが好ましい一方、高温
で長時間の保持は好ましくない。好ましくは650°C程度で1分以
上、5時間以下、550°C程度では3分以上、20時間以下、45
0°C程度では10分以上とする。

そしてこの熱処理後は800°Cを超える温度域に20秒以上保持
しない工程を経ることが好ましい。

以上のような工程を経ることで成分、サイズおよび数密度にお
いて特徴的なCu金属相が効率的に形成され磁気特性を殆ど損なわず
高強度化を図ることができる。一方、このような金属相の生成を意
識しない通常の熱処理条件を経た場合、添加したCuの大半は強化
能が低く磁気特性劣化効果が大きい固溶CuまたはCu硫化物や、
Cu金属相ではあるものの強化能が小さく磁気特性への悪影響も大
きい比較的粗大なCu金属相として存在することになる。

この熱処理工程を経た後は鋼材が高強度化するので、この熱処理
工程は圧延工程の後に行なわれ、かつ再結晶焼鈍など他の目的で必
要とされる熱処理と同時にに行なわれることが生産性の観点からは有
利である。すなわち、冷延電磁鋼板であれば冷間圧延後の最終熱処理
工程、熱延電磁鋼板であれば熱間圧延後の最終熱処理工程での7
50°C以上の温度域からの冷却過程において300°C～720°Cの
温度域で5秒以上保持することが好ましい。このような熱処理に相
当する効果は、鋼成分、特にCu、Ni量等にもよるが、再結晶焼

鈍後の空冷程度の冷却速度の熱履歴でも何らかの効果が現れる場合もある。

また、目的とする特性などによってはさらに熱処理を加えることがあるが、その場合、800°Cを超える温度域に20秒以上保持しないようにすることが好ましい。温度もしくは時間がこれを超えるような熱処理を行うと、形成されたCu金属相が再固溶するか、逆に集結して粗大な金属相になる場合がある。特に、金属相が粗大化した場合には、鉄損の劣化が著しくなる。

本発明は結晶組織微細化による強化を利用していないので、鋼板を打ち抜き、モーター部品等に加工する際に材料に導入される歪を回復させ、結晶粒を成長させることで磁性の回復・向上を図るためのSRA（歪取り焼鈍）やその他の目的で行う何らかの熱処理を施しても強度の劣化が小さい。

また、本発明で特徴とする特異な金属相を電磁鋼板を電気部品に加工した後の鋼板内に形成するには以下のようないくつかの熱履歴を経ることが重要である。それは製品板を製造する過程および電気部品に加工した後の熱処理過程において、300°C～720°Cの温度域での保持時間およびその後の熱履歴を制御することである。

すなわち、最終的な加工工程である、電磁鋼板を電気部品として利用するための打ち抜き・組み立てを行なうまでに主として鋼板に付与される熱処理として、熱延時の仕上圧延後冷延前の熱履歴および冷延後の焼鈍工程での各々の熱履歴について、750°C以上の温度域からの冷却過程における450°C～700°Cの温度域での滞留時間を各々300秒または60秒以下とし、その後750°Cを超える温度域に保持しないようにすることが好ましい。

そして硬質化は、電磁鋼板についての最終的な加工工程である、電磁鋼板を電気部品として利用するための打ち抜き・組み立てされ

た後に行なわれ、300°C～720°Cの温度域で5秒以上保持し、その後700°Cを超える温度域に20秒以上保持しないような熱処理を行なうことで達成できる。この熱処理がより高温での熱処理に引き続き冷却過程で行なわれる場合には450°C～700°Cの温度域での保持に至る前の700°Cまでの冷却過程の平均冷却速度を10°C/秒以上とすることが好ましく、さらに好ましくは500°C～650°Cの温度域での保持に至る前の650°Cまでの冷却過程の平均冷却速度を10°C/秒以上とする。この熱処理は加工時に材料内に意図に反して導入された歪を除去する目的で行なわれるいわゆる歪取り焼鈍工程の冷却過程や、加工時に鋼板に付着する油を焼き飛ばす熱処理等でなされることが生産性の観点からは好ましく、300°C～720°Cの温度域での保持に至る前の700°C以上の最高到達温度およびその温度域での保持時間は歪の除去および結晶粒の成長という観点からのみ決定することができ、本発明の効果に関し何ら影響を及ぼすものではない。

硬質化のための300°C～720°Cの温度域での保持温度範囲は好ましくは300～650°C、さらに好ましくは350～600°C、さらに好ましくは400～550°C、さらに好ましくは420～500°Cである。保持時間は保持温度との兼ね合いがあり、低温ほど長時間保持することが好ましい一方、高温で長時間の保持は好ましくない。好ましくは650°C程度で1分以上、5時間以下、550°C程度では3分以上、20時間以下、450°C程度では10分以上とすると、十分な硬質化効果を得ることができる。

この工程を経ることで好ましい工程で成分、サイズおよび数密度において特徴的な金属相が効率的に形成され磁気特性をほとんど損なわず硬質化を図ることができる。本発明により、鋼は硬質化のための熱処理により引張強度が30 MPa以上、または硬度が1割以上

上昇することができる。強度または硬度上昇がこれ以下のものは熱処理前にすでに硬質化されているか、または熱処理による強化能がもともと具備されていないことが考えられる。

熱処理前にすでに硬質化されている場合にはモーター部品等への打抜き加工が硬い材料に対して行なわれることになるため金型の磨耗の点で好ましくない。また熱処理をしても硬質化しない場合はその後のモーターとしての使用中の強度が不足することとなり本発明の目的が達成されない。より好ましい効果を得るには熱処理による引張強度の上昇で 60 MPa 以上、硬度増加で 2 割以上、さらに好ましくは引張強度の上昇で 100 MPa 以上、硬度増加で 3 割以上、さらに好ましくは引張強度の上昇で 150 MPa 以上、硬度増加で 4 割以上、さらに好ましくは引張強度の上昇で 200 MPa 以上、硬度増加で 5 割以上とする。

一方、本発明で制御している金属相の生成を意識しない、通常の熱処理条件を経た場合、鋼成分によっては効果を検知できるだけの金属相の生成が起きる場合もあるが、添加した Cu の大半は強化能が低く磁気特性の劣化効果が大きい固溶 Cu または Cu 硫化物または直径 0.1 μm を超える粗大な金属相として存在することになる。

以上のように形成される金属相は主として Cu からなる。これは電子顕微鏡などの回折パターンや付設された X 線分析機器などで同定が可能である。もちろん化学分析などこれ以外の方法によっても同定が可能なものである。本発明ではこの Cu を主体とする金属相の直径は 0.1 μm 以下、より好ましくは 0.01 μm 以下とする。これ以上では高強度化の効率が低下し、多量の金属相が必要となるだけでなく磁気特性への悪影響が大きくなる。高強度化効率と磁気特性の観点から、この直径は 0.008 μm 以下、さらには 0.

0.05 μm 以下とすることが好ましく、さらに好ましくは 0.002 μm 以下である。なお、0.001 μm 未満とあまりに微細であると現状の最高精度の分析機器をもってしても金属相サイズおよび金属相の量を定量化が困難になるが、X線分析機器などによる同定と、機械的特性や硬度などによりその存在は間接的に説明できるものである。本発明は Cu を相当量含有し、かつ本発明で記述される相当の熱処理により明らかに硬質化する電磁鋼板に限定されるものであり、本発明で Cu 金属相と記述するものの形態や種類で限定されるものではないことは言うまでもない。

Cu 金属相の数密度は Cu 含有量と金属相のサイズとの関係で取りうる範囲に制限はあるが、0.2 個/ μm^3 以上、1 個/ μm^3 以上、5 個/ μm^3 以上、より好ましくは 20 個/ μm^3 以上とすることが好ましく、さらに好ましくは 50 個/ μm^3 以上、100 個/ μm^3 以上、200 個/ μm^3 以上であり、より好ましくは 500 個/ μm^3 以上、1,000 個/ μm^3 以上、2,000 個/ μm^3 以上とすれば高強度化の点で非常に有効となる。さらに好ましくは 5,000 個/ μm^3 以上、10,000 個/ μm^3 以上、20,000 個/ μm^3 、さらに好ましくは 200,000 個/ μm^3 、さらに好ましくは 2,000,000 個/ μm^3 である。

この金属相サイズと数密度の制御は、高強度化と磁気特性保持を両立する観点から非常に重要である。その理由は、これらが強度および磁気特性にそれぞれ影響するのみならず、これらを変化させたときの強度または磁気特性が変化する挙動が異なるためである。すなわち、強度上昇効果が高く、磁気特性劣化効率の低い領域に制御する必要がある。このためには前述の 300 ~ 720 °C の温度範囲で温度と時間およびこの温度域に入る直前の冷却速度などを適切に制御することが有効であり、この影響は通常の条件であれば一般的

析出物形成と同様に、高冷速、低温であるほど金属相サイズは微細かつ高密度となり、長時間化によりサイズは粗大化する。

また、本発明では高強度化の主要な手段として結晶組織の微細化を利用しないため、結晶粒径は磁気特性の観点から最適な範囲に調整が可能である。高強度化に寄与するCuを主体とする金属相のサイズや密度は成分のみならず、主として前述の720°C以下の熱処理により制御が可能であるため結晶粒径はこの熱処理以前の、例えば再結晶焼純の最高到達温度およびその温度域での保持時間により強度とは独立に制御が可能となる。通常は800～1100°C程度で20秒～5分程度の熱処理により3～300μmに制御される。さらに好ましくは8～200μmである。一般的には鋼板を使用する際の励磁電流の周波数が高い場合には結晶粒は微細にしておくことが好ましい。

本発明は電磁鋼板で従来開発してきた材料とは全く異なる特性を有するものとなる。図1および図2は電磁鋼板について成分、強度および磁気特性の観点から本発明の特徴を示したものである。図1に示すように通常、電磁鋼板は主としてSi含有量により磁気特性を造り分けている。磁気特性の観点からはSiは材料の電気抵抗を増大させ鉄損を低減するために添加されるが、同時に大きな固溶強化能を有するため高Siである高級グレード材では強度も高くなっている。しかし、3%を超えるSi量、またはSi, Al, Mnなどの強化元素を合わせても6.5%を超えるようになると圧延性が顕著に劣化するため、通常の製造工程では鋼板の製造が困難となる。

圧延を回避する手段として急冷凝固で溶融状態の鋼から直接、薄膜を得る方法も考案されているが、コストや特性の点で実用化には限界がある。このため3%Si鋼相当以上の高強度材はNbなどの

添加に伴う炭窒化物を主とする析出物および低温焼鈍も合わせた結晶組織の微細化により高強度化を図っている。しかし、このような炭窒化物や微細な結晶組織は磁気特性、特に鉄損の点からは好ましいものではなく、図2のように鉄損の大幅な上昇は避けられない。ただし、磁気特性を著しく損なわない限り、本発明の鋼板にこれらの炭窒化物を含んでいたり、あるいは一部に加工組織が残存していても、かまわない。言い換えれば、本発明によるCu金属相による硬質化の効果を、従来からある、炭窒化物による高強度鋼や、加工組織による高強度鋼に合わせて用い、さらなる高強度化を図ることが可能である。特にCuを多量に含有する本発明鋼は、成分や熱履歴によっては、再結晶温度が高くなり、低温度の焼鈍条件では加工組織が残留することもある。

本発明は、従来高強度鋼とは異なる金属相を鋼板内に分散させることで高強度化を図るものである。この金属相は結晶粒径とは独立に制御が可能であるため、言い換えれば結晶粒成長が起こる通常750°C以上の温度域とは異なる、より低温域である300~720°C程度で形成を制御できるため、強度と磁気特性の各々の制御という観点からの自由度が大きく、図2のように磁気特性をそれほど劣化させずに高強度化が可能となる。

また、図1に示すように低Si鋼に本技術を適用することで、従来鋼より磁束密度の高い材料を得ることも可能となる。これは通常使用されるSi, Al, Mnなどの殆どの固溶強化元素が、鋼の飽和磁束密度を低下させるなどのため、特定磁場での磁束密度の低下が避けられないのに対し、本発明で高強度化のために利用するCu金属相は飽和磁束密度の低下への効果が非常に小さいことによると思われる。また、Cu金属相は炭窒化物などの析出物に比較し磁壁移動の障害となりにくいことも原因と思われる。これは特に低磁場

での磁気特性向上に有効である。

なお、本発明の効果は通常電磁鋼板の表面に形成されている表面皮膜の有無および種類によらず、さらに製造工程にはならないため無方向性または方向性の電磁鋼板に適用できる。

用途も特に限定されるものではなく、家電または自動車等で用いられるモーターのローター用途の他、強度と磁気特性が求められる全ての用途に適用される。

実施例

（実施例 1）

表 1 に成分を示す鋼を 250 mm 厚のスラブとし以下の工程を基本的なものとし製品板を製造した。基本工程条件は、スラブ加熱温度 : 1100 °C、仕上板厚 : 2.0 mm、巻取り温度 : 500 °C の熱延工程、仕上板厚 : 0.5 mm の冷間圧延工程、850 °C での再結晶焼鈍工程である。製品板について JIS 5 号試験片により機械的特性、および 55 mm 角の SST 試験により磁束密度 B_{10} と鉄損 $W_{10/400}$ を測定した。機械的特性および磁気特性はコイルの圧延方向およびその直角方向についての平均値を求めた。結果を表 2（表 1 のつづき）に示す。

表 2 に示された結果から明らかなように、本発明の条件にて製造した試料は冷間圧延工程での圧延性が良好で、硬質で、さらに磁気特性も優れている。

表 1

No.	成分 (wt%)							析出処理工程			析出処理後の 高温処理		
	C	Si	Mn	P	S	A1	N	Cu	その他	温度 (°C)	保持時間 (分)	温度 (°C)	保持時間 (秒)
1	0.0020	1.1	0.32	0.021	0.0030	0.002	0.0024	0.006*	-	-	-	-	-
2	0.0049	1.1	0.33	0.121	0.0023	0.003	0.0039	0.007*	Ni:1.5 Nb:0.03	-	-	-	-
3	0.0008	1.2	0.13	0.016	0.0023	0.001	0.0023	0.93	-	650	60	-	-
4	0.0015	1.3	0.32	0.015	0.0010	0.002	0.0017	1.41	-	700	120	-	-
5	0.0016	1.1	0.30	0.020	0.0026	0.005	0.0015	1.14	-	550	10	-	-
6	0.0022	1.2	0.44	0.021	0.0260	0.002	0.0014	1.40	Ni:1.3	500	60	-	-
7	0.0022	1.2	0.44	0.021	0.0260	0.002	0.0059	1.40	Ni:1.3	500	60	-	-
8	0.0022	1.2	0.44	0.021	0.0260	0.002	0.0165	1.40	Ni:1.3	500	60	-	-
9	0.0022	1.2	0.44	0.021	0.0053	0.002	0.0014	1.83	Ti:0.03	450	120	-	-
10	0.0022	1.2	0.44	0.021	0.0021	0.002	0.0014	2.41	-	400	150	-	-
11	0.0022	1.2	0.44	0.021	0.0021	0.002	0.0105	2.41	-	400	150	-	-
12	0.0022	1.2	0.44	0.021	0.0021	0.002	0.0211	2.41	-	400	150	-	-
13	0.0027	1.1	0.80	0.020	0.0005	0.003	0.0020	2.74	-	300	1000	-	-
14	0.0091	1.1	0.80	0.020	0.0005	0.003	0.0020	2.74	-	300	1000	-	-
15	0.0018	1.3	0.30	0.016	0.0013	0.002	0.0022	8.53*	-	500	120	-	-

* 本発明の特許請求の範囲から外れる構成

表 2

No.	Cuからなる金属相		結晶粒 平均直径 (μ m)	機械的特性				磁気特性 B ₁₀ (T) W _{10/400} (W/kg)	冷延性	評価
	平均直径 (μ m)	数密度 (個/ μ m ³)		硬度 H _V (μ m)	VP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)			
1	-	-	100	140	276	475	35	1.63	35.0	◎
2	-	-	25	240	518	682	14	1.30	52.9	△
3	0.35*	0.2	120	216	448	573	32	1.62	37.3	◎
4	0.22*	2.5	160	250	533	623	25	1.60	34.8	◎
5	0.008	30	180	245	545	690	28	1.60	32.5	◎
6	0.005	200	90	265	588	756	19	1.62	34.1	◎
7	0.005	200	90	270	622	765	17	1.64	33.1	◎
8	0.005	200	85	276	673	769	14	1.64	33.5	◎
9	0.002	2000	70	288	576	699	25	1.58	36.1	◎
10	0.001	400	120	276	622	789	26	1.60	29.7	◎
11	0.001	400	115	298	725	792	20	1.63	30.1	◎
12	0.001	400	120	302	755	815	22	1.61	27.6	◎
13	0.001	>10000	100	310	788	923	20	1.57	37.2	◎
14	0.001	>10000	100	325	882	944	15	1.59	35.9	◎
15	0.35*	2.3	70	249	547	704	25	1.40	48.8	○

評価

冷延性

A : 開発鋼 (非常に良好)

B : 開発鋼 (良好)

C : 開発鋼 (わずかに良好)

D : 比較鋼

◎ : 良好 (全く問題なし)

○ : 良好 (微調整必要だが問題なし)

△ : 通常 (条件調整すれば通板可能)

× : 困難 (板破断の危険大)

(実施例 2)

表 3 に成分を示す鋼を 250 mm 厚のスラブとし以下の工程を基本的なものとし製品板を製造した。基本工程条件は、スラブ加熱温度 : 1100 °C、仕上板厚 : 2.0 mm、巻取り温度 : 700 °C の熱延工程、980 °C の温度で 30 秒の熱延板焼鈍工程、仕上板厚 : 0.2 mm の冷間圧延工程、1000 °C での再結晶焼鈍工程である。製品板について JIS 5 号試験片により機械的性質、および 55 mm 角の SST 試験により磁束密度 B_{50} と鉄損 $W_{15/50}$ を測定した。機械的特性および磁気特性はコイルの圧延方向およびその直角方向についての平均値を求めた。結果を表 4 (表 3 のつづき) に示す。

表 4 に示された結果から明らかなように、本発明の条件にて製造した試料は冷間圧延工程での圧延性が良好で、硬質で、さらに磁気特性も優れている。

表 3

No.	成分 (wt%)							析出處理工程			析出處理後の 高温処理		
	C	Si	Mn	P	S	A1	N	Cu	その他	温度 (°C)	保持時間 (分)	温度 (°C)	保持時間 (秒)
16	0.0021	3.1	0.18	0.014	0.0005	0.51	0.0018	0.008*	-	-	-	-	-
17	0.0088	3.1	0.20	0.014	0.0017	0.56	0.0012	0.026*	Ni:2.5 Nb:0.03	-	-	-	-
18	0.0009	2.8	0.19	0.005	0.0024	0.57	0.0011	0.97	-	750	120	-	-
19	0.0021	3.1	0.20	0.007	0.0012	0.52	0.0006	1.37	-	700	0.5	-	-
20	0.0021	3.1	0.21	0.005	0.0049	0.54	0.0011	1.66	-	600	2	-	-
21	0.0011	2.9	0.19	0.014	0.0068	0.56	0.0008	1.52	Cr:4.5	500	5	1050	30
22	0.0021	2.5	0.16	0.004	0.0023	0.52	0.0023	3.31	-	450	120	-	-
23	0.0051	2.5	0.16	0.004	0.0023	0.52	0.0023	3.31	-	450	120	-	-
24	0.0112	2.5	0.16	0.004	0.0023	0.52	0.0023	3.31	-	450	120	-	-
25	0.0145	2.5	0.16	0.004	0.0023	0.52	0.0023	3.31	-	450	120	-	-
26	0.0205	2.5	0.16	0.004	0.0023	0.52	0.0023	3.31	-	450	120	-	-
27	0.0013	3.1	0.24	0.012	0.0130	0.88	0.0010	2.85	Ni:1.4	400	600	-	-
28	0.0255	3.1	0.24	0.012	0.0130	0.88	0.0010	2.85	Ni:1.4	400	600	-	-
29	0.0009	2.8	0.21	0.008	0.0012	0.55	0.0013	5.12	Ni:2.0	350	1800	1000	40
30	0.0015	3.1	0.18	0.009	0.0023	0.55	0.0011	8.72*	-	450	120	-	-

* 本発明の特許請求の範囲から外れる構成

表 4

No.	Cuからなる金属相		結晶粒 平均直径 (μ m)	機械的特性				磁気特性		評価
	平均直径 (μ m)	数密度 (個/ μ m ³)		硬度 Hv	YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	B ₅₀ (T)	W _{15/50} (W/kg)	
16	-	-	120	176	390	530	17	1.68	2.4	△
17	-	-	20	320	804	833	14	1.64	10.6	×
18	0.55*	0.2	210	315	833	881	13	1.69	4.4	○
19	0.01	1.2	130	315	789	905	13	1.67	3.2	△
20	0.004	2000	110	309	738	938	14	1.65	2.5	△
21	0.008	2000	95	397	944	1119	11	1.69	2.5	○
22	0.002	>10000	210	355	790	980	14	1.70	2.4	○
23	0.002	>10000	200	360	820	985	12	1.72	2.4	○
24	0.002	>10000	190	363	890	1023	12	1.73	2.3	○
25	0.002	>10000	190	372	874	1030	11	1.71	2.3	○
26	0.002	>10000	180	380	886	1032	12	1.69	2.4	○
27	0.001	5000	180	379	1055	1205	10	1.71	2.1	○
28	0.001	5000	180	399	1150	1210	8	1.73	2.1	○
29	0.003	600	130	325	856	898	16	1.67	2.7	△
30	0.25*	200	60	267	690	793	20	1.53	3.8	×

評価

冷延性

A : 開発鋼 (非常に良好)

B : 開発鋼 (良好)

C : 開発鋼 (わずかに良好)

D : 比較鋼

◎ : 良好 (全く問題なし)

○ : 良好 (微調整必要だが問題なし)

△ : 通常 (条件調整すれば通板可能)

× : 困難 (板破断の危険大)

(実施例 3)

表 5 に成分を示す鋼を 250 mm 厚のスラブとし以下の工程を基本的なものとし製品板を製造した。基本工程条件は、スラブ加熱温度 1100 °C、仕上板厚 2.0 mm、巻取り温度 300 °C 以下の熱延工程、仕上板厚 0.2 mm の冷間圧延工程、再結晶温度以上の再結晶焼鈍工程である。その後、打ち抜き加工後の析出熱処理のシミュレーションとして 750 °C 付近での熱処理による組織調整および金属相析出制御を行なった。歪取り焼鈍を兼ねる場合は 750 °C 2 時間の熱処理後の冷却過程で析出熱処理を行なった。熱処理前後の板について JIS 5 号試験片により機械的特性、および 55 mm 角の SST 試験により磁束密度 B_{10} と鉄損 $W_{10/400}$ を測定した。機械的特性および磁気特性はコイルの圧延方向およびその直角方向についての平均値を求めた。また、打抜き金型の磨耗については新しく製造した打抜き金型で鋼板を打抜き、打抜き回数に応じて鋼板に発生するカエリの大きさの変化から評価した。金型の磨耗が大きいものは比較的少ない打抜き回数で鋼板のカエリが大きくなる。結果を表 6 (表 5 のつづき) に示す。

表 6 に示された結果から明らかなように、本発明の条件にて製造した試料析出熱処理前は軟質であるため冷間圧延工程での圧延性が良好かつ打抜き金型の磨耗が小さく、析出処理後に硬質となりかつ磁気特性も優れている。

表 5

No.	成分 (wt%)							鋼板熱履歴	析出熱処理	Cuからなる金属相析出熱処理前
	C	Si	Mn	P	S	Al	N			
31	0.0025	1.11	0.48	0.044	0.0016	0.004	0.0008	0.007*	-	100
32	0.0061	1.02	0.50	0.076	0.0014	0.002	0.0016	0.02*	Ni:2.5 Nb:0.03	30
33	0.0007	1.11	0.49	0.052	0.0007	0.002	0.0006	0.53*	-	30
34	0.0016	1.03	0.46	0.048	0.0017	0.001	0.0025	0.89	-	60
35	0.0006	1.12	0.46	0.052	0.0005	0.004	0.0020	0.64	-	30
36	0.0021	1.01	0.50	0.061	0.0093	0.004	0.0028	0.88	-	40
37	0.0023	1.16	0.48	0.069	0.0310	0.004	0.0020	1.14	-	20
38	0.0074	1.16	0.48	0.069	0.0310	0.004	0.0020	1.14	-	20
39	0.0156	1.16	0.48	0.069	0.0310	0.004	0.0020	1.14	-	20
40	0.0013	1.08	0.53	0.043	0.0017	0.003	0.0017	2.40	Ca:0.005 Nb:0.03	30
41	0.0007	1.16	0.52	0.072	0.0011	0.004	0.0009	2.33	Ti:0.03 Nb:0.03	20
42	0.0006	1.17	0.52	0.071	0.0015	0.005	0.0021	2.83	-	30
43	0.0096	1.17	0.52	0.071	0.0015	0.005	0.0021	2.83	-	30
44	0.0020	1.11	0.49	0.066	0.0007	0.001	0.0025	4.25	Ni:1.9 Nb:0.03	20
45	0.0021	1.09	0.50	0.064	0.0013	0.001	0.0012	8.64*	-	30

鋼板熱履歴

* 1 : 热延仕上げ圧延後の冷却過程における450～700°Cの温度域での滞留時間(秒)
* 2 : 冷延後の最終焼鉄での冷却過程における450～700°Cの温度域での滞留時間(秒)析出熱処理 A : モーター加工後の歪取り焼鉄工程における冷却過程
B : モーター加工後の析出熱処理のみ

* 本発明の特許請求の範囲から外れる構成

表 6

No.	Cuからなる金属相 析出熱処理後 平均直径 (μ m)	結晶粒 平均 直径 (μ m)	析出熱処理前後の機械的特性及びその変化						析出熱処理後の 磁気特性 (W ^{1.0} /kg)	冷 延 性	打抜き 金型 の 磨耗	評 価
			前	後	比	前	後	差				
31	-	-	100	121	1.18	0.97	391	361	-30	1.65	10.2	○ ○ C
32	-	-	70	200	154	0.77	630	465	-165	1.25	31.3	△ X C
33	0.002	0.02	130	125	0.96	398	387	-11	1.60	15.5	○ ○ C	
34	0.11*	0.1	120	118	1.20	1.02	378	363	-15	1.61	11.2	○ ○ C
35	0.004	10	150	133	1.66	1.25	422	502	80	1.69	11.8	○ ○ B
36	0.002	200	120	212	1.74	408	579	171	1.63	8.3	○ ○ A	
37	0.004	200	100	146	241	1.65	443	616	173	1.65	9.2	○ ○ A
38	0.004	200	95	165	295	1.79	453	650	197	1.67	9.3	○ ○ A
39	0.004	200	100	177	312	1.76	460	670	210	1.68	9.1	○ ○ A
40	0.001	3000	70	123	187	1.51	386	538	152	1.62	9.2	○ ○ A
41	0.003	1000	70	149	211	1.42	457	600	143	1.59	11.4	○ ○ B
42	0.001	>10000	80	150	251	1.68	454	692	238	1.62	12.4	○ ○ A
43	0.001	>10000	85	165	292	1.77	460	725	265	1.65	12.0	○ ○ A
44	0.002	6000	70	135	277	2.05	440	784	344	1.56	12.0	○ ○ A
45	1.05*	0.11	70	135	146	1.08	420	420	0	1.43	24.5	○ ○ C

冷延性

◎ : 良好 (全く問題なし)
 ○ : 良好可能 (微小問題)
 △ : 可能 (調節可能)
 × : 困難 (調節困難)
 ○ : 金型の小 (良好)
 × : 金型の大 (不良)

打抜き
金型
の
磨耗

A : 開発鋼 (良好)
 B : 発開鋼 (良好)
 C : 比較鋼 (良好)

評価

(実施例 4)

表 7 に成分を示す鋼を 250 mm 厚のスラブとし以下の工程を基本的なものとし製品板を製造した。基本工程条件は、スラブ加熱温度 1100 °C、仕上板厚 2.0 mm、巻取り温度 300 °C 以下の熱延工程、980 °C × 30 秒の熱延板焼鈍工程、仕上板厚 0.35 mm の冷間圧延工程、再結晶温度以上での再結晶焼鈍工程である。その後、打ち抜き加工後の析出熱処理のシミュレーションとして 750 °C 付近での熱処理による組織調整および金属相析出制御を行なった。歪取り焼鈍を兼ねる場合は 750 °C × 2 時間の熱処理後の冷却過程で析出熱処理を行なった。熱処理前後の板について JIS 5 号試験片により機械的性質、および 55 mm 角の SST 試験により磁束密度 B_{50} と鉄損 $W_{15/50}$ を測定した。機械的特性および磁気特性はコイルの圧延方向およびその直角方向についての平均値を求めた。また、打抜き金型の磨耗については新しく製造した打抜き金型で鋼板を打抜き、打抜き回数に応じて鋼板に発生するカエリの大きさの変化から評価した。金型の磨耗が大きいものは比較的少ない打抜き回数で鋼板のカエリが大きくなる。結果を表 8 (表 7 のつづき) に示す。

表 8 に示された結果から明らかなように、本発明の条件にて製造した試料析出熱処理前は軟質であるため冷間圧延工程での圧延性が良好かつ打抜き金型の磨耗が小さく、析出処理後に硬質となりかつ磁気特性も優れている。

表 7

No.	成分 (wt %)							鋼板熱履歴	析出熱処理	Cuからなる金属相析出熱処理前					
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cu	その他	熱延 * 1	熱延 * 2	工程	温度 (°C)	保持 時間 (分)	平均 直径 (μ m)
46	0.0017	2.94	0.28	0.014	0.0010	0.47	0.0018	0.03*	-	40	20	B	550	10	-
47	0.0065	2.86	0.34	0.013	0.0015	0.49	0.0025	0.03*	Ni:2.5 Nb:0.03	30	10	B	550	10	-
48	0.0024	2.86	0.34	0.014	0.0007	0.54	0.0022	0.48*	-	100	20	B	550	10	-
49	0.0016	2.85	0.28	0.015	0.0014	0.54	0.0013	0.66	-	30	30	B	550	10	-
50	0.0013	2.88	0.34	0.019	0.0017	0.46	0.0011	0.96	-	30	20	B	550	10	0.05
51	0.0011	2.88	0.31	0.017	0.0004	0.50	0.0021	1.16	Se:0.012	120	20	B	550	10	0.04
52	0.0288	2.88	0.31	0.017	0.0004	0.50	0.0021	1.16	Se:0.012	120	20	B	550	10	0.04
53	0.0011	2.88	0.31	0.017	0.0004	0.50	0.0021	1.16	Se:0.012	120	20	A	550	20	0.04
54	0.0024	2.89	0.27	0.018	0.0016	0.53	0.0016	1.90	-	30	5	A	550	20	0.12
55	0.0023	2.91	0.25	0.011	0.0012	0.55	0.0028	1.93	Nb:0.03	20	10	B	600	5	-
56	0.0014	2.92	0.31	0.016	0.0007	0.45	0.0022	1.88	Ca:0.005	60	20	A	450	900	0.02
57	0.0005	2.87	0.29	0.014	0.0013	1.20	0.0022	2.60	-	900	10	A	450	300	0.35
58	0.0014	2.90	0.25	0.018	0.0005	1.05	0.0016	3.95	Ni:2.5	20	10	A	450	150	0.04
59	0.0010	2.91	0.31	0.013	0.0006	1.51	0.0028	4.89	-	20	5	B	720	0.3	0.06
60	0.0132	2.91	0.31	0.013	0.0006	1.51	0.0028	4.89	-	20	5	B	720	0.3	0.06
61	0.0023	2.91	0.32	0.019	0.0015	0.48	0.0029	8.33*	-	20	30	A	450	60	1.7
															0.02

析出熱処理

A : モーターパー加工後の歪取り焼鉄工程における冷却過程
 B : モーターパー加工後の析出熱処理のみ

鋼板熱履歴

* 1 : 热延仕上げ圧延後の冷却過程における450～700°Cの温度域での滞留時間(秒)
 * 2 : 冷延後の最終焼鉄での冷却過程における450～700°Cの温度域での滞留時間(秒)

* 本発明の特許請求の範囲から外れる構成

表 8

No.	Cuからなる金属相 析出熱処理後		析出熱処理前後の機械的特性及びその変化				析出熱処理後の 磁気特性			冷延性	打抜き金型の 磨耗	評価	
	平均直径 (μm)	数密度 (個/ μm^3)	結晶粒 平均 直径 (μm)	硬度 Hv	硬度 Hv	比	前	後	差	B_{50} (T)	$\text{W}_{15/500}$ (W/kg)		
46	-	-	150	176	182	1.04	530	530	0	1.65	2.5	◎	○ C
47	-	-	60	250	222	0.89	768	662	-106	1.20	8.7	△	× C
48	0.01	0.1	130	168	166	0.99	530	552	22	1.68	2.7	◎	○ C
49	0.003	0.1	130	168	193	1.15	515	611	96	1.68	2.5	◎	○ B
50	0.002	20	170	174	220	1.27	543	710	167	1.71	2.2	◎	○ B
51	0.003	3000	130	171	255	1.49	529	783	254	1.69	2.3	◎	○ A
52	0.003	3000	110	213	322	1.51	583	830	247	1.70	2.5	◎	○ A
53	0.004	1000	120	171	267	1.57	529	779	250	1.68	2.5	◎	○ A
54	0.004	80	120	169	224	1.33	521	609	88	1.66	2.4	◎	○ B
55	0.001	>10000	90	167	280	1.68	518	816	298	1.62	2.7	◎	○ A
56	0.002	100	180	179	311	1.74	531	857	326	1.66	2.4	◎	○ A
57	0.006	100	100	218	256	1.17	690	744	54	1.64	3.0	△	○ B
58	0.003	4000	140	230	350	1.52	710	1150	440	1.65	2.2	○	○ B
59	0.002	>10000	150	171	358	2.09	515	1155	640	1.67	2.2	◎	○ A
60	0.002	>10000	150	201	408	2.03	604	1175	571	1.70	2.1	○	○ A
61	0.76*	0.05	120	230	245	1.07	654	705	51	1.40	6.0	○	○ C

冷延性

◎ : 良好 (全く問題なし)
 ○ : 良好 (微調整すれば問題なし)
 △ : 可能 (条件調整の危険大)
 × : 困難 (板破断可能)

打抜き金型の
磨耗
○ : 小 (良好)
 × : 大 (不良)

評価
 A : 開発銅
 B : 比較銅
 C : 開発銅 (良好)

産業上の利用可能性

以上説明したように、本発明は硬質で磁気特性のすぐれた高強度電磁鋼板を安定して製造することができる。また、本発明によれば、結晶組織を微細化させずかつ板破断などのトラブルを生じない安定した工程条件を経て、電磁鋼板の製造過程では微細な主としてCuからなる金属相を鋼板内にほとんど生成させず、電気部品への加工後の熱処理過程で微細な主としてCuからなる金属相を電磁鋼板内に生成させることにより、電気部品への加工時に良好な加工性を有し、かつ電気部品としての使用時に硬質かつ磁気特性が良好となる電磁鋼板を提供することが可能となる。これにより磁気特性を劣化させず、強度、疲労強度、耐磨耗性の確保が可能となるため超高速回転モーターやローターに磁石を組み込んだモーターおよび電磁開閉器用材料の高効率化、小型化、超寿命化などが達成される。

請 求 の 範 囲

1. 質量%で、C: 0.06%以下、Si: 0.2~6.5%、Mn: 0.05~3.0%、P: 0.30%以下、SまたはSe: 0.040%以下、Al: 2.50%以下、Cu: 0.6~8.0%、N: 0.0400%以下を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、かつ、鋼材内部に直径0.1μm以下のCuからなる金属相を含有することを特徴とする高強度電磁鋼板およびその加工部品。
2. 質量%で、さらに、Nb: 8%以下、Ti: 1.0%以下、B: 0.010%以下、Ni: 5%以下、Cr: 15.0%以下の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。
3. 質量%で、さらに、Bi, Mo, W, Sn, Sb, Mg, Ca, Ce, La, Coの1種または2種以上を合計で0.5%以下含有することを特徴とする請求項1または2記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。
4. 前記鋼材内部に存在するCuからなる金属相の数密度が20個/μm³以上である請求項1~3のいずれかの項に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。
5. 前記鋼板の結晶粒の平均直径が30~300μmである請求項1~4のいずれかの項に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。
6. 鋼板内部に加工組織が残存する請求項1~5のいずれかの項に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。
7. 鋼板がNbの炭化物または窒化物を含有することを特徴とする請求項1~6のいずれかの項に記載の高強度電磁鋼板およびその

加工部品。

8. 請求項 1 ~ 7 のいずれかの項に記載の電磁鋼板およびその加工部品を製造する過程において、300°C ~ 720°C の温度域で 5 秒以上保持する熱処理を行うことを特徴とする高強度電磁鋼板およびその加工部品の製造方法。

9. 前記熱処理として、最終熱処理工程の 750°C 以上の温度域からの冷却過程において 300°C ~ 720°C の温度域で 5 秒以上保持することを特徴とする請求項 8 記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品の製造方法。

10. 請求項 8 または 9 記載の熱処理の後、800°C を超える温度域に 20 秒以上保持しないことを特徴とする高強度電磁鋼板およびその加工部品の製造方法。

11. 形状加工後に熱処理を行うことにより、該加工部品に存在する主として Cu からなる金属相の数密度が 20 個 / μm^3 以上であることを特徴とする請求項 1 ~ 7 のいずれかの項に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。

12. 形状加工後に熱処理を行うことにより、該加工部品内部に存在する主として Cu からなる金属相の平均直径が 0.1 μm 以下であることを特徴とする請求項 1 ~ 7 および請求項 11 のいずれかの項に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。

13. 形状加工後に熱処理を行うことにより、該加工部品の結晶粒の平均直径が 3 ~ 300 μm となる、ことを特徴とする請求項 1 ~ 7 および請求項 11 ~ 12 のいずれかの項に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。

14. 形状加工後に熱処理を行うことにより、該加工部品内部の直径 0.1 μm 以下の主として Cu からなる金属相の数密度が 10 倍以上に増加する、ことを特徴とする請求項 1 ~ 7 および請求項 1

1～13のいずれかの項に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。

15. 形状加工後に熱処理を行うことにより、該加工部品の引張強度が30 MPa以上上昇する、ことを特徴とする請求項1～7および請求項11～14のいずれかの項に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。

16. 形状加工後の熱処理を行うことにより、該加工部品の硬度が1.1倍以上に増加する、ことを特徴とする請求項1～7および請求項11～15のいずれかの項に記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品。

17. 請求項11～16のいずれかの項に記載の電磁鋼板を製造する過程において、冷延前の熱延工程で仕上圧延後の750°C以上の温度域からの冷却過程において450°C～700°Cの温度域での滞留時間を300秒以下とし、その後750°Cを超える温度域に保持することなく冷延することにより、形状加工前は軟質で、形状加工後の熱処理により硬質化することを特徴とする高強度電磁鋼板の製造方法。

18. 热延、冷延の後の最終熱処理工程で750°C以上に保持し、その後750°C以上の温度域からの冷却過程において450°C～700°Cの温度域での滞留時間を60秒以下とし、その後750°Cを超える温度域に保持しないことにより、形状加工前は軟質で、形状加工後の熱処理により硬質化することを特徴とする、請求項17記載の高強度電磁鋼板の製造方法。

19. 請求項1～7、11～16のいずれかに記載の電磁鋼板を、もしくは請求項17、18のいずれかに記載の方法により製造された電磁鋼板を形状加工後、300°C～720°Cの温度域で5秒以上保持し、その後700°Cを超える温度域に20秒以上保持しない

工程を経て加工部品とすることを特徴とする高強度電磁鋼板およびその加工部品の製造方法。

20. 前記熱処理方法として、鋼板の電気部品への加工後の熱処理における熱処理温度から700°Cまでの冷却過程の平均冷却速度を10°C/秒以上とし、300°C～720°Cの温度域で5秒以上保持し、その後700°Cを超える温度域に20秒以上保持しない工程を経ることを特徴とする請求項19記載の高強度電磁鋼板およびその加工部品の製造方法。

Fig.1

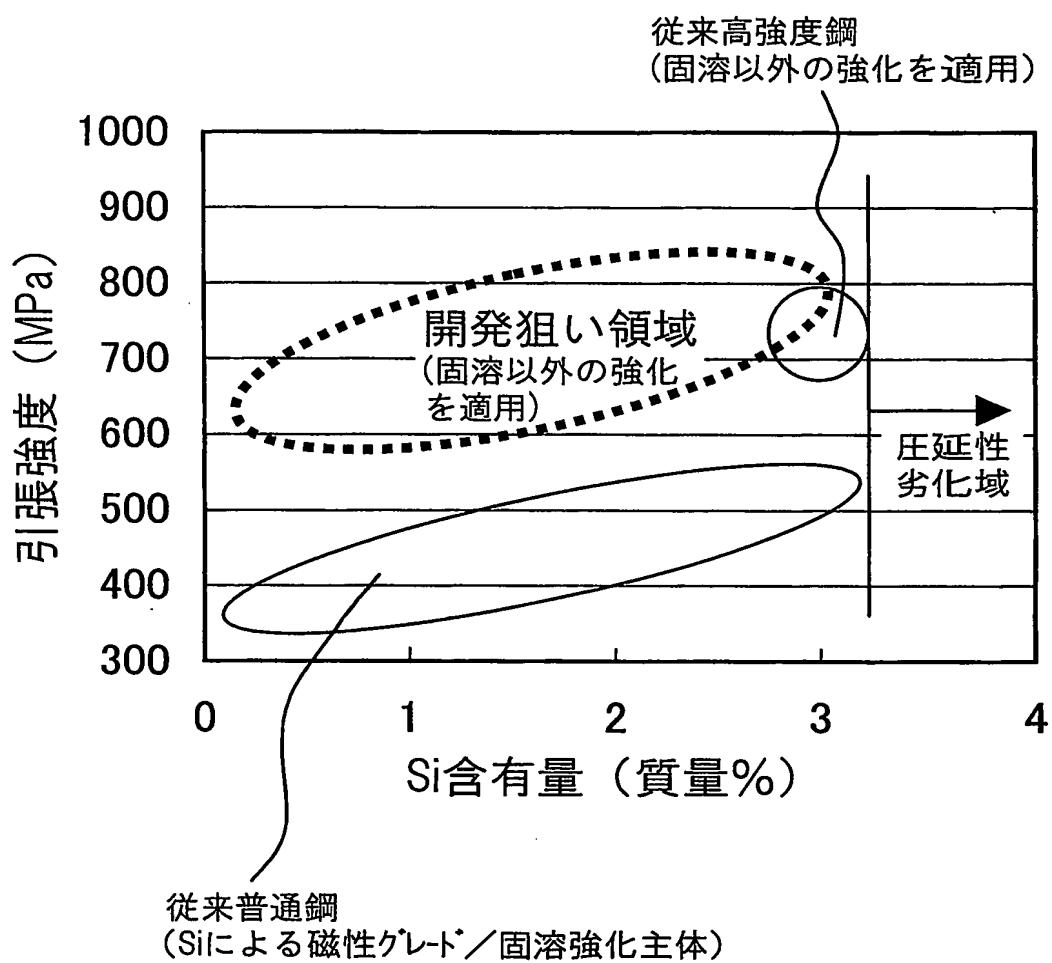
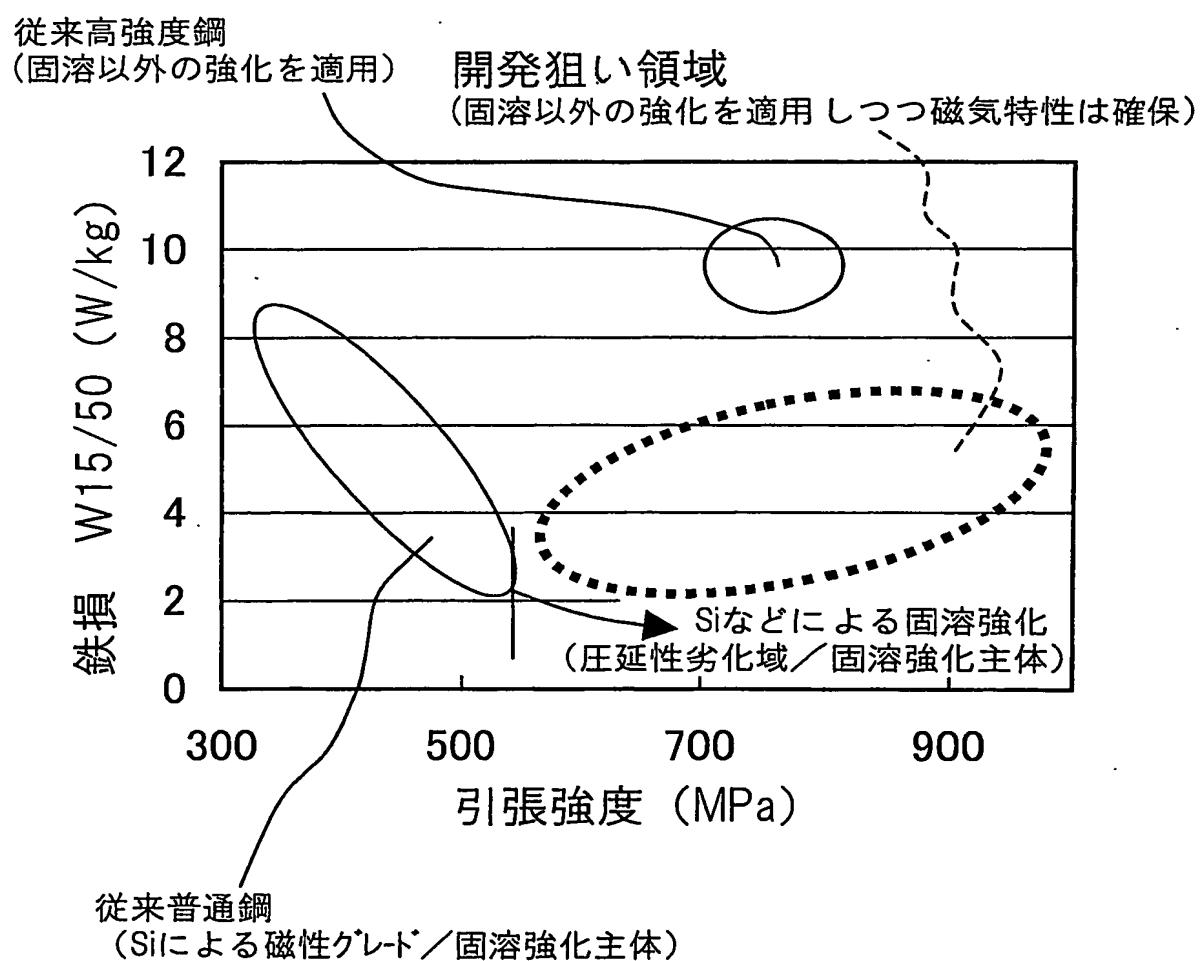


Fig. 2



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/015098

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ C22C38/00, C22C38/16, C22C38/60, C21D9/46, H01F1/14, H01F1/16

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ C22C38/00-60, C21D8/12, C21D9/46, H01F1/14-18

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2005
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2005	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2005

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

WPI

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 11-293338 A (Nippon Steel Corp.), 26 October, 1999 (26.10.99), (Family: none)	1-20
A	JP 2003-89820 A (Nippon Steel Corp.), 28 March, 2003 (28.03.03), (Family: none)	1-20
P, X	JP 2004-84053 A (Nippon Steel Corp.), 18 March, 2004 (18.03.04), Claims (Family: none)	1-20

 Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

- "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
- "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
- "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
- "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
- "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
11 January, 2005 (11.01.05)Date of mailing of the international search report
08 February, 2005 (08.02.05)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORTInternational application No.
PCT/JP2004/015098**C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT**

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
E, X	JP 2004-339603 A (JFE Suchiru Kabushiki Kaisha), 02 December, 2004 (02.12.04), Claims; examples (Family: none)	2-6, 8-13, 19
P, A	JP 2004-183066 A (JFE Suchiru Kabushiki Kaisha), 02 July, 2004 (02.07.04), & WO 2004/050934 A1	1-20
E, A	JP 2004-315956 A (JFE Suchiru Kabushiki Kaisha), 11 November, 2004 (11.11.04), & WO 2004/050934 A1	1-20

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))
 Int. C1' C22C38/00, C22C38/16, C22C38/60,
 C21D9/46, H01F1/14, H01F1/16

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. C1' C22C38/00-60, C21D8/12, C21D9/46, H01F1/14-18

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-1996年
 日本国公開実用新案公報 1971-2005年
 日本国登録実用新案公報 1994-2005年
 日本国実用新案登録公報 1996-2005年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

WPI

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP 11-293338 A (新日本製鐵株式会社) 1999. 10. 26 (ファミリーなし)	1-20
A	JP 2003-89820 A (新日本製鐵株式会社) 2003. 03. 28 (ファミリーなし)	1-20
P, X	JP 2004-84053 A (新日本製鐵株式会社) 2004. 03. 18, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-20

 C欄の続きにも文献が列挙されている。 パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
 「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
 「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
 「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
 「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
 「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
 「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

11. 01. 2005

国際調査報告の発送日

08. 2. 2005

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号 100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

佐藤 陽一

4K 9731

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
E, X	JP 2004-339603 A (JFEスチール株式会社) 2004. 12. 02, 特許請求の範囲、実施例 (ファミリーなし)	2-6, 8-13, 19
P, A	JP 2004-183066 A (JFEスチール株式会社) 2004. 07. 02 &WO 2004/050934 A1	1-20
E, A	JP 2004-315956 A (JFEスチール株式会社) 2004. 11. 11 &WO 2004/050934 A1	1-20